

STEEL FOR MACHINE STRUCTURAL USE EXCELLENT IN DELAYED FRACTURE RESISTANCE

Publication number: JP3243745
Publication date: 1991-10-30
Inventor: TSUMURA TERUTAKA; NAKAZATO FUKUKAZU;
MINO TADAYUKI
Applicant: SUMITOMO METAL IND
Classification:
- international: C22C38/00; C22C38/48; C22C38/00; C22C38/48;
(IPC1-7): C22C38/00; C22C38/48
- european:
Application number: JP19900040592 19900220
Priority number(s): JP19900040592 19900220

Report a data error here

Abstract of JP3243745

PURPOSE: To manufacture a steel for machine structural use excellent in tensile strength and delayed fracture resistance by preparing a steel having a specified compsn. in which the content of Ni, Mo, V and Nb is specified and the content of P, S, Mn, Si and Cr is controlled. **CONSTITUTION:** A steel contg., by weight, 0.35 to 0.50% C, $\leq 0.20\%$ Si, $\leq 0.35\%$ Mn, 0.012% P, $\leq 0.01\%$ S, 1.0 to 3.0% Ni, $\leq 0.25\%$ Cr, 0.40 to 1.5% Mo, 0.05 to 0.50% V, 0.005 to 0.20% Nb, 0.005 to 0.10% Al and the balance substantial Fe with inevitable impurities is prepd. In this way, the steel for machine structural use having about $\geq 140\text{kg f/mm}^2$ tensile strength and excellent in delayed fracture resistance can be obtd. and is useful for high tensile bolts, PC steel bars or the like.

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

CH45 低合金鋼、0.31% C-0.8 %Cr-1.8 %
 Ni-0.2 %Moの組成を有するJIS G4103 SNCM31
 の低合金鋼中、さらに0.2 %C-0.8 %Cr-0.9
 2 %Bの組成を有するボロン鋼などの熱延材に焼
 入れ焼戻し処理を施すことにより製造されてい
 る。

しかし、これらの機械構造用鋼を鋼材として供
 した場合、125 kgf/mm²以上の引張り強さを有す
 るものにおいては、使用中に遅れ破壊を生じる場
 合があることから、高強度ボルトやPC鋼棒をは
 じめとして自動車や土木機械の重要保安部品とし
 ては品質の安定性に欠けるといふ問題があった。
 なお、遅れ破壊とは、静荷重下におかれた鋼が
 ある時間経過後に突然脆性的に破壊する現象であ
 り、外部環境から鋼中に侵入した水素による一層
 の水素脆性とされている。

このようないくつかから上記の機械構造用鋼におい
 ては、実用上その強度レベルが引張り強さで125
 kgf/mm²以下に制限されているのが現状であり、
 例えば高力ボルトに関しては、JIS B 1186(1979)

⑨ 日本国特許庁(JP) ⑩ 特許出願公開

⑪ 公開特許公報(A) 平3-243745

⑫ Int.Cl.⁷ 22 C 38/00 301 A 7047-4K

⑬ 発明の名称 耐遅れ破壊性に優れた機械構造用鋼

⑭ 出願 平2-40592

⑮ 出願 平2(1990)2月20日

⑯ 発明の名称 耐遅れ破壊性に優れた機械構造用鋼

⑰ 出願 平2(1990)2月20日

⑱ 出願 平2(1990)2月20日

⑲ 出願 平2(1990)2月20日

⑳ 出願 平2(1990)2月20日

㉑ 出願 平2(1990)2月20日

㉒ 出願 平2(1990)2月20日

㉓ 出願 平2(1990)2月20日

㉔ 出願 平2(1990)2月20日

㉕ 出願 平2(1990)2月20日

㉖ 出願 平2(1990)2月20日

㉗ 出願 平2(1990)2月20日

㉘ 出願 平2(1990)2月20日

㉙ 出願 平2(1990)2月20日

㉚ 出願 平2(1990)2月20日

㉛ 出願 平2(1990)2月20日

㉜ 出願 平2(1990)2月20日

㉝ 出願 平2(1990)2月20日

㉞ 出願 平2(1990)2月20日

㉟ 出願 平2(1990)2月20日

㊱ 出願 平2(1990)2月20日

㊲ 出願 平2(1990)2月20日

㊳ 出願 平2(1990)2月20日

㊴ 出願 平2(1990)2月20日

㊵ 出願 平2(1990)2月20日

㊶ 出願 平2(1990)2月20日

㊷ 出願 平2(1990)2月20日

㊸ 出願 平2(1990)2月20日

㊹ 出願 平2(1990)2月20日

㊺ 出願 平2(1990)2月20日

㊻ 出願 平2(1990)2月20日

㊼ 出願 平2(1990)2月20日

㊽ 出願 平2(1990)2月20日

㊾ 出願 平2(1990)2月20日

㊿ 出願 平2(1990)2月20日

㋀ 出願 平2(1990)2月20日

㋁ 出願 平2(1990)2月20日

㋂ 出願 平2(1990)2月20日

㋃ 出願 平2(1990)2月20日

㋄ 出願 平2(1990)2月20日

㋅ 出願 平2(1990)2月20日

㋆ 出願 平2(1990)2月20日

㋇ 出願 平2(1990)2月20日

㋈ 出願 平2(1990)2月20日

㋉ 出願 平2(1990)2月20日

㋊ 出願 平2(1990)2月20日

㋋ 出願 平2(1990)2月20日

㋌ 出願 平2(1990)2月20日

㋍ 出願 平2(1990)2月20日

㋎ 出願 平2(1990)2月20日

㋏ 出願 平2(1990)2月20日

㋐ 出願 平2(1990)2月20日

㋑ 出願 平2(1990)2月20日

㋒ 出願 平2(1990)2月20日

の「摩擦接合用高力六角ボルト、六角ナット、平
 底金セット」においてF8 T (引張り強さ: 80 ~
 100 kgf/mm²)、F10 T (同100 ~ 120 kgf/mm²)、
 及びF11 T (同110 ~ 130 kgf/mm²)の3種に
 規定され、しかもF11 Tについては、なるべく
 使用しないことと注意事項が併記されている。また、
 土木建設機械用として耐摩耗性の要求される鋼板
 においても引張り強さが125 kgf/mm²を超えるも
 のでは使用中の遅れ破壊が問題とされている。

これに対して、上記の通常の低合金鋼より耐遅
 れ破壊性の優れた鋼として、例えば18%Ni-7.5
 %Co-5 %Mo-0.5 %Ti-0.1 %Alの組成を有す
 る18%Niマルエージング鋼があり、この鋼は、引
 張り強さが150 kgf/mm²程度のものまで遅れ破壊
 の発生の恐れなく使用できるが、まわめて高価な
 鋼であるため、経済性の点で一顧のきわめて限ら
 れた用途にしか実用化されておらず、機械構造用
 として広く使用されることは至っていない。

これに対して、経済的であり、高強度且つ耐遅
 れ破壊性に優れた構造用鋼として、例えば特開昭

ることを目的とする。

(問題を解決するための手段)

上記した本発明の目的を達成するために、本発
 明者等は、鋭意実験・研究を重ねた結果、2000時
 間以上の期間にわたる遅れ破壊が生ずる、且つ
 140 kgf/mm²以上の引張り強さを有する鋼を得る
 ためには、以下に示す条件を満足することが有効
 あることを知見した。

(a) 低P、低S化にして更に低Ni、低Si、低Cr化
 することにより、粒界腐食の著しい機械化が行
 われ、それによって粒界が極めて強化されて耐
 遅れ破壊性が大きく改善されること。

(b) NiとMo、V及びNbとを複合添加すれば鋼の腐
 食化が著しく促進され、それに伴う粒界腐食の
 程度が耐遅れ破壊性の改善に有効であること。

(c) 上記のNiとMo、V及びNbとの複合添加は、ま
 た鋼の炭素が軟化低炭素を著しく高め、それによ
 って高い炭素が温度の低下の採用が可能となり、耐遅
 れ破壊性の改善に有効であること。

本発明はかかる知見に基づいて成されたもので

61-117248号、特開昭61-13045

6号、特開昭62-86149号、特開昭63-

199820号、特開昭64-47835号、及

び特開平1-96354号等の各公報に各種成分

の高強度鋼及びそれらの製造法が提案されている。

しかしながら、これらの125 kgf/mm²を超える

引張り強さを有する鋼でも、例えば鋼板用高強度

ボルトに使用できるほど完全に遅れ破壊の発生す

る危険を払底できるものではなく、それらの適用

範囲は不満足で十分なものではない。

(発明が解決しようとする課題)

本発明は上記した従来の要求に答えるべく、

140 kgf/mm²以上の引張り強さを有し且つ耐遅れ

破壊性に優れた機械構造用鋼を提供することを目

的とする。

更に本発明の目的を詳細に説明すると、例えば

鋼板用高強度ボルト等と異なり、定期的な補修

いは取替えを必要とし、一定期間例えば2000時間

以上の遅れ破壊の発生の恐れのない140 kgf/mm²

以上の引張り強さを有する機械構造用鋼を提供す

る。

1.0 %Cr-0.2 %Moの組成を有するJIS G 4105 S

(従来の技術)

本発明は、140 kgf/mm²以上の引張り強さを有

し、且つ耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトやP

C鋼棒、更には大型機械用の高強度鋼板などの機

械構造用鋼に関するものである。

更に詳細には本発明は、構造物の大型化に伴い

自重の増大と断面減少による材料と施工量の節約

によって経済性の向上が要求されつつある背景

である高強度鋼、更には構造物、機械部品などの

高強度化、軽量化に伴って高強度に耐え、しかも

比強度の高いことの要求される高強度鋼および超強

力鋼に関するものである。

(従来の技術)

近年、特に構造物の大型化、自動車やトラック、

土木機械等の軽量化に伴い引張り強さが140 kgf/

mm²以上の機械構造用鋼、特に高強度ボルトやP

C鋼棒の開発が要求されてきている。

従来、一般に100 kgf/mm²以上の引張り強さを

有する機械構造用鋼は、例えば、0.35% C-

1.0 %Cr-0.2 %Moの組成を有するJIS G 4105 S

明 細 書

1. 発明の名称

耐遅れ破壊性に優れた機械構造用鋼

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で、C:0.35~0.50%、Si:0.20%以

下、Mn:0.35%以下、P:0.012 %以下、S:

0.01%以下、Al:1.0 ~3.0 %、Cr:0.25%以

下、Mo:0.40~1.5 %、V:0.05~0.50%、Nb

:0.005 ~0.20%、Ti:0.005 ~0.10%を含有

し、残部は実質的にFe及び不可避免的な不純物から

なることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた機

械構造用鋼。

(2) 成分元素として、更にCo:0.05~0.60%を含

有することを特徴とする特許請求1記載の耐遅れ

破壊性に優れた機械構造用鋼。

(3) 成分元素として、更にZr:0.15%以下、Ti:

0.10%以下の1種又は2種を含有することを特

徴とする特許請求1又は2記載の耐遅れ破壊性に

優れた機械構造用鋼。

3. 発明の詳細な説明

應受性が増加し、また抽の合金成分と関連して
塑性劣化をも招くことから、本発明ではその含
有量を0.35~0.50%とした。

系であるが、多量に添加すると性質變化をきたして産れ破損の発生を促進する。従って耐性破壊性の改善を目的とする本発明ではSiの含有量を近く却り0.20%以下とした。

$\text{H}_2\text{O} : \text{Na} = \text{Na}$ は酸鹼の池、酸性性向上に有様な元素であるが、多量に添加すると境界に Na の酸化物を生成することにより、また境界での P や Cl との共存所により、境界酸化現象が生じて遅れ破壊の発生を促進する。

さらに、 NaO はSと結合して Na_2S を形成し、これが腐れの起点となることから、耐腐蝕破壊性の改善のためには腐力その含有量を低下せなければならぬ。従って、耐腐蝕破壊性の改善を目的とする本発明では Na_2O の含有量を0.35%以下とした。

$P: P$ はいかなる熱力学を施してもその境界偏析

の発生を促進する。従って、耐遅れ破壊性の改善を目的とする本発明では、Crの含有量を低く即ち0.25%以下とした。

$\rho_0 : \rho_0$ は鋼の線入性を向上させ、且つ鋼に焼戻し軟化抵抗を付与する作用があり、特にJ1、J4、Vとの組合添加で焼戻し軟化抵抗を著しく増大させ、高い焼戻し温度で安定して140 kg/mm²以上の高い引張り強さが得られ、また鋼が著しく細粒化するので耐腐蝕性・破壊性の改善に有効である。しかし、その含有量が0.40%未満では、焼戻し作用に所望の効果が得られず、一方、1.5%を超えて添加してもその効果は飽和し、コストの上昇を招くだけであるため、本発明ではその含有量を0.40～1.5%とした。

V : V は鋼を細粒化し、さらに析出硬化して鋼の強度を向上させる作用を有し、特にAl、Mo、Nbとの複合添加でそれらの作用が著しくなり、鋼の複合添加でそれらの作用が発現し破壊性の改善役と高温焼戻しの促進で耐延度向上に寄与する点にも有効な元素であるが、0.05%未満では腐食防錆効果が得られず、0.50%を超えて含有させると

あり、その要旨は、重量％で、C：0.35～0.50％、Si：0.20％以下、Mn：0.35％以下、P：0.012％以下、S：0.01％以下、Mg：1.0～3.0％、Cr：0.25％以下、Mo：0.40～1.5％、V：0.05～0.50％、Nb：0.005～0.20％、Al：0.005～0.10％を含有し、必要に応じて更に、

① Cu：0.05～0.60％

② Zr: 0.15%以下、Ti: 0.10%以下の1種又は2種

二、四ハツは五四八を合ふ。建銀は定額的に四、五

び不可避的不抽物からなる副産れ破壊性に侵れた
図は構造用鋼である。

(作 用)

以下に、本発明における鋼の成分組成の限定理由について述べる。

C : C は鋼の焼入性増大、強度増大に加えて結晶粒の細粒化のためにも有効な成分であるが、その含有量が0.35%未満では焼入性劣化を来たし、又所望の強度を確保することが出来ない。一方0.50%を用いて金切りやせん断と焼入れ時の焼割れ

を完全に消滅することはできず、かつ、酸界強度を低下させ耐湿性破壊性を劣化させるため、その上限を0.012%とした。

S : Sは上述のように α_0 と結合して割れての起点となり、さらに単独でも境界に侵入して置換を放出するため、極力その含有量を強く制限することが必要である。従って、本発明ではSを0.01%以下とした。

$\text{H} : \text{N} = 1$ は鋼の炭素性と靱性を向上させ、且つ特に Mn 、 V 、 Nb との複合添加で著しく鋼を細粒化し、炭素拡散速度も著しく高めるので耐遅れ破壊性の改善に極めて有効な元素である。しかし、その含有量が 1.0 % 未満では鋼組作用に所望の効果が見られず、一方、3.0 % を超えて含有させてもその効果は飽和し、且つコスト的に高くつくので、本発明ではその含有量を 1.0 ~ 3.0 % とした。

Cr:Cr は鋼の焼入性と強度増加のために有効な元素であるが、多量に添加すると粒界で P や Mn との非固溶により、粒界脆化現象を生じて遅れ破

効果が増加する上に却って酸性の劣化を招く場合があることから、本発明ではその含有量を0.05~0.50%と定めた。

も、 η は鋼の強度、韌性の向上と細粒化に対しては、 η の増加を有し、特に η 、 η_0 、 V との割合増加で著しく鋼を細粒化し、脱炭し軟化抵抗も著しく高めるので耐延性脆性性の改善に極めて有効である。しかしながら、その効果を目録する者である。0.005%以上の増加が必要である。

一方、0.20%を超えて増加するとその効果は弱く、かつコスト的に高くなるので、本発明ではその範囲を0.005～0.20%とした。

II. AIは鋼の炭素化、均質化および細粒化を図るのに有効であるが、0.005%未満では所望の効果を期待することができず、一方、0.10%を超えて含有させてもその効果は飽和してしまい、また介在物の増大により脆が発生し、朝性も劣化するので、本発明ではその含有量を0.005～0.10%とした。

Cu: Cuは外銀国境からの国中への木葉の侵入を抑

(夾層板)

次に、本発明を実施例により比較例と対比しながら説明する。なおこれらの実施例は本発明の効果を示す例示であって、本発明の技術的範囲を何例制限するものでないことは勿論である。

先ず通常の方法によって下記第1変に示す成分組成の鋼（符号A～O）を熔製した。

個人～」は、本発明の範囲内の超成を有しているもので、例「～」は第1段中、印を付した点において本発明の範囲から外れたものである。

これらの得調を連続培養法、あるいは馴慣性に
て調片とした後、1200～1250℃に加熱して15
分程度に延ばし、これを970～1020℃の温度から、正
常速度で冷却し、これを冷却率を施す直接冷却人れ、あるいは何
れに加熱温度域に再加熱した後冷却率を施す冷却人れ
冷却人れを施した後、230～650℃の温度域で焼戻
しを行い、遅れ焼戻特性を調査し、その結果を下記
第2表に示した。

なお、遅れ破壊の発生有無の判定は、第1図に示すくさび挿入型の遅れ破壊試験方法によった。

知し、また鋼の焼戻し軟化低減を付与して高い焼戻し温度の使用を可能とすることによって、焼戻し硬さを一層改善させる効果を得る。また、特に合金鋼の鋼の場合に高い焼戻し硬さを要する目的で含有させるが、0.05%未満ではその効果が小さく、一方、0.60%を超えて含めると、熱間加工性及び機械的劣化の劣化をきたすので本発明ではその含有量を0.05~0.60%とした。

す。2.1は鋼中に炭化物を弥散状態に分散させて耐
 磨性・耐腐蝕性を一層改善させる効果を有するため、
 特に高強度の鋼の場合に、高い耐磨性・耐腐蝕性を
 確保する目的で含有させるが、0.15%を超えて
 含有させると脆性強化をきたすので、本発明で
 はその含有量を0.15%以下と定めた。

た。また、 Ti は鋼の細粒化と高強度化に効果を有するた
め、高強度を確保する目的で添加するが、 0.10
％を超えて含有させると鋼の脆性及び被割性が
劣化するようになるので、本発明ではその含有
量を 0.10% 以下と定めた。

すなわち、第1図(イ)に示すような形状、寸法の試験片のノッチ部(第1図(ロ)に示す)に第1図(ハ)に示すようなくさびを挿入して静荷重をかけ、これを55℃に保持した温水中に入れ、それらの発生した時間を観察した。なお、図中において数字は60秒の単位を示す。

は試験槽として、55℃の温水槽中へ、実使用環境温度も近い環境に相当する。従って、得られた埋め残焼結時間は、実使用のうちともっとも厳しい環境での埋め残焼結発生時間に相当すると考えられる。

なお、前述の導熱性の一つの判別基準を200時間とした。この200時間を一つの判別基準としたことは、1.5ヶ月を標材の定期的な焼結あるいは点検期間と仮定し、その約半分の調査を見積もったからである。

第2変より、本發明例は遅れ破壊発生時間が長
く、耐遅れ破壊性に優れていることが明らかである。

第1表

鋼種	化 学 成 分 (重量%)														Fe+不純物
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al	Ca	Zr	Ti	
A	0.36	0.04	0.20	0.007	0.001	2.89	0.09	1.06	0.35	0.01	0.04	—	—	—	鋼
B	0.44	0.15	0.30	0.006	0.002	1.97	0.20	0.75	0.21	0.02	0.02	—	—	—	鋼
C	0.48	0.07	0.05	0.002	0.002	2.35	0.11	0.96	0.10	0.03	0.03	0.35	—	—	鋼
D	0.43	0.18	0.32	0.011	0.001	1.15	0.23	0.43	0.20	0.03	0.04	—	0.05	—	鋼
E	0.42	0.04	0.08	0.003	0.002	2.50	0.02	1.00	0.13	0.15	0.03	—	—	0.03	鋼
F	0.37	0.10	0.23	0.005	0.007	1.80	0.20	1.43	0.27	0.00	0.02	0.09	—	0.03	鋼
G	0.43	0.15	0.30	0.005	0.002	1.50	0.15	1.00	0.06	0.00	0.01	0.15	0.01	—	鋼
H	0.35	0.05	0.05	0.003	0.002	1.32	0.08	0.75	0.10	0.00	0.00	—	0.12	0.02	鋼
I	0.40	0.03	0.10	0.005	0.003	2.00	0.05	1.05	0.23	0.03	0.04	0.33	0.03	0.04	鋼
J	0.27	0.22	1.50	0.012	0.007	2.89	0.25	0.09	—	—	0.01	—	—	—	鋼
K	0.55	0.18	0.30	0.009	0.005	1.12	3.00	—	0.06	0.03	0.03	—	—	—	鋼
L	0.36	0.17	0.65	0.017	0.010	1.09	0.22	—	0.08	0.03	0.02	—	—	0.15	鋼
M	0.48	0.15	1.28	0.008	0.015	0.44	0.30	0.15	0.05	0.03	0.01	—	—	0.08	鋼
N	0.44	0.15	1.10	0.025	0.015	1.85	0.23	0.71	0.18	0.05	0.03	—	0.05	—	鋼
O	0.35	0.19	1.85	0.008	0.005	2.40	0.23	—	—	0.02	0.15	—	—	0.03	鋼

(発明の効果)

以上述べた如く、本発明によると、140kgf/mm²以上の引張り強さを有し、かつ2000時間以上の延にわたり遅れ破壊を生じない機械構造用鋼を得ることができ、前述したように定量的腐食または取替えを前提とし、必要な耐遅れ破壊性の程度の明確な用途の鋼材、例へば大型ボルト・ナットのシューボルトなどには、本発明による機械構造用鋼を広範囲に使用できる。すなわち、本発明鋼は遅れ破壊発生時間が長く、耐遅れ破壊性に優れた鋼である。

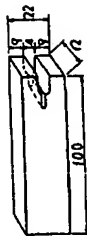
4. 図面の簡単な説明

第1図は本実施例で実施した遅れ破壊試験で用いた試験片と、くさびの形状および寸法を示す図であり、(イ)は試験片を示し、(ロ)は試験片のノッチ部の詳細を示し、(ハ)は試験片のノッチ部に挿入して負荷を加えるためのくさびを示す。

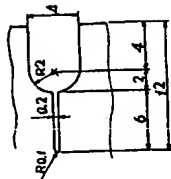
特許出願人 住友金属工業株式会社

代理人 清 上 尚 軒

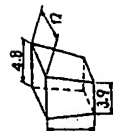
(ほか1名)



(イ)



(ロ)



(ハ)

第2表

鋼種	遅延破入れ-試験し				遅延破入れ-試験し			
	引張強さ (kgf/mm ²)	試験時間 (h r)	破入温度 (℃)	破入温度 (℃)	引張強さ (kgf/mm ²)	試験時間 (h r)	破入温度 (℃)	破入温度 (℃)
本 発 明	A 155.6	> 2000	900	600	151.0	> 2000	930	580
	B —	—	—	—	152.3	> 2000	900	525
	C 149.9	> 2000	1020	600	—	—	—	—
対 比	D —	—	—	—	142.7	> 2000	950	625
	E 154.3	> 2000	870	620	143.9	> 2000	980	620
	F 151.4	> 2000	900	650	—	—	—	—
対 比	G 155.9	> 2000	920	580	149.5	> 2000	920	620
	H —	—	—	—	151.5	> 2000	930	450
	I 157.1	> 2000	910	620	—	—	—	—
対 比	J 153.2	600	920	400	148.2	350	890	380
	K —	—	—	—	150.5	300	920	210
	L 150.8	150	950	500	—	—	—	—
対 比	M —	—	—	—	151.9	400	930	350
	N 149.9	400	970	500	148.2	400	960	400
	O —	—	—	—	147.2	200	950	360

— は実験を実施しなかったことを示す